第 51 卷 第 7 期
2015 年 7 月 第828-834页

金属学报
ACTA METALLURGICA SINICA

Vol.51 No.7
Jul. 2015 pp.828-834

Zr添加对NiAl/Cr(Mo)基共晶合金微观组织和力学性能的影响*

盛立远[1)] 郭建亭[2)] 赖 琛[1)] 奚廷斐[1)]

1) 北京大学深圳研究院深圳人体组织再生与修复重点实验室, 深圳 518057

2) 中国科学院金属研究所, 沈阳 110016

摘 要 研究了Zr的添加对含Ti和Hf的NiAl/Cr(Mo)基共晶合金微观组织及压缩性能的影响. 结果表明, 少量Zr的添加会显著细化合金共晶胞内的NiAl/Cr(Mo)层片, 优化共晶胞界区域的NiAl和Cr(Mo)相尺寸; 随着Zr含量的增加, 共晶胞界的NiAl和Cr(Mo)相明显粗化, 且共晶胞界的Heusler相呈半连续状分布; 当Zr的含量增加至1% (原子分数)时, 共晶胞界的Heusler相形成连续的网状, 且有粗大的富Cr相形成. Zr的添加促进了合金中NiAl和Cr(Mo)相中粗大β-NiAl和α-Cr相的析出, 且Heusler相形成元素在析出相界面的偏聚导致了大量界面位错的形成. 此外, Zr的添加导致了细小Heusler颗粒在NiAl相中的析出. 适量Zr的添加可显著提高Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf共晶合金的室温和高温压缩强度, 且几乎不降低其压缩塑性, 较多Zr的添加会降低合金的压缩塑性.

关键词 NiAl/Cr(Mo)基共晶合金, Zr, Heusler相, 微观组织, 压缩性能

中图法分类号 TG132.3, TG156.97 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)07-0828-07

EFFECT OF Zr ADDITION ON MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF NiAl/Cr(Mo) BASE EUTECTIC ALLOY

SHENG Liyuan [1)], *GUO Jianting* [2)], *LAI Chen* [1)], *XI Tingfei* [1)]

1) Shenzhen Key Laboratory of Human Tissue Regeneration and Repair, Shenzhen Institute, Peking University, Shenzhen 518057

2) Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016

Correspondent: SHENG Liyuan, associate researcher, Tel: (0755)26984814, E-mail: lysheng@yeah.net

Supported by Strategic New Industry Development Special Foundation of Shenzhen (Nos. JCYJ20140419114548515 and JCYJ20130402172114948), Shenzhen Collaborative Innovation Program of International Cooperation Research Projects (No. GJHZ20140419114548516) and Shenzhen Technology Development Project (No. CXZZ20140731091722497)

Manuscript received 2014-11-05, in revised form 2015-01-23

ABSTRACT NiAl base eutectic alloy is an attractive material and promising to use in high temperature environment. However, the inadequate high temperature strength limits its application. In order to improve its strength, Zr was added in the Ti and Hf doped NiAl/Cr(Mo) base eutectic alloys and the effect of Zr addition on microstructure and mechanical properties of the eutectic alloy was investigated in this work. The results show that small addition of Zr can refine the NiAl/Cr(Mo) lamella inside the eutectic cell and optimize NiAl and Cr(Mo) phase morphology

* 深圳市新兴产业基础研究项目JCYJ20140419114548515和JCYJ20130402172114948, 深圳市联合创新国际合作项目GJHZ20140419114548516及深圳市技术开发项目CXZZ20140731091722497资助

收到初稿日期: 2014-11-05, 收到修改稿日期: 2015-01-23

作者简介: 盛立远, 男, 1979年生, 副研究员

DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00610

in the intercellular zone. Moreover, the Zr addition promotes the precipitation of bulk Heusler phase along eutectic cell boundary. With the increase of Zr addition, the eutectic cell of the alloys becomes fine, but the NiAl and Cr(Mo) phases in the intercellular zone become coarse and the Heusler phases exhibits semi-continuously distribution along the eutectic cell boundary. When the Zr content increases to 1% (atomic fraction), the NiAl and Cr(Mo) phases in eutectic cell and intercellular zone are all coarsened obviously. Additionally, coarse Cr-rich phases precipitate in the intercellular zone and Heusler phase forms the continuous network along eutectic cell boundary. The addition of Zr promotes the precipitation of coarse β-NiAl and α-Cr phase in Cr(Mo) phase and NiAl phases, respectively. Moreover, the segregation of Heusler phase forming elements along the precipitate interface leads to the formation of a large number of interfacial dislocations. In addition, the addition of Zr results in the precipitation of fine Heusler particles in NiAl phase. It is shown that appropriate addition of Zr can improve the compression strength of Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf eutectic alloys significantly at room temperature and high temperature without reducing its compression plasticity, but more addition of Zr reduces the compressive plastic of the alloy inevitably.

KEY WORDS NiAl/Cr(Mo) base eutectic alloy, Zr, Heusler phase, microstructure, compressive property

B2结构的NiAl金属间化合物具优良的性能, 如高熔点、低密度、高Young's 模量、高热导率及优异的抗氧化性, 受到广泛的关注, 被看作是新一代高温结构材料的候选之一. 但是, NiAl材料的室温脆性和不足的高温强度严重地制约了其的工业应用[1~4]. 为了克服这2大问题, 众多的工艺被采用, 其中通过添加难熔金属形成颗粒或纤维强化的合金强化工艺取得了很大的进展[5~8]. 通过加入Cr和Mo形成共晶结构的NiAl-28Cr-6Mo (缩写为NiAl/Cr(Mo))合金既具有较好的室温断裂韧性又具有较合理的高温强度, 被认为是最接近实用化的NiAl合金[9~11]. 然而, 这种合金的高温强度相对第一代单晶高温合金仍然存在一定的差距[12,13], 所以进一步改善其高温性能是该合金通往应用的必经之路. 近期针对该合金的研究[14~16]发现, Ti, Zr和Hf等Heusler相形成元素的添加可以进一步改善NiAl/Cr(Mo)共晶合金的高温强度, 但是不同元素的添加在合金中的强化机制有所不同. 其中, Ti的添加会在相界处以及NiAl相内部形成Ni_2AlTi析出相[17], Zr和Hf的添加主要在合金相界处形成Ni_2AlZr或Ni_2AlHf相, 也会存在少量的Hf固溶体相[18,19]. 本课题组对Hf作用的研究[20~22]发现, 适量Hf的添加可以显著改善NiAl/Cr(Mo)共晶合金的高温性能, 但是所形成富Hf相在相界和共晶胞界的偏聚, 降低了合金的室温压缩塑性. 因此, 结合Ti, Zr和Hf元素的强化特点, 调整Heusler相在NiAl/Cr(Mo)共晶合金中的分布和尺寸对进一步优化该合金的室温及高温性能具有重要意义. 然而, 目前针对3种Heusler相形成元素同时添加所带来NiAl/Cr(Mo)共晶合金组织及性能的变化的相关研究报道很少. 鉴于此, 本工作在含Ti, Hf的NiAl/Cr(Mo)共晶合金的基础上添加不同含量的Zr, 研究了Heusler形成元素对NiAl/Cr(Mo)微观组织和压缩性能的影响.

1 实验方法

采用高纯Ni, Al, Cr, Mo, Ti, Hf和Zr (质量分数99.9%以上)作为原材料, 在Ar气保护下, 利用非自耗W电极在水冷Cu坩埚中熔炼不同Ti, Hf, Zr总含量的合金锭. 合金名义成分为Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf-xZr (原子分数, %), 其中, x=0, 0.3, 0.5, 1, 以下简称为A1, A2, A3, A4合金. 每个合金锭反复熔炼5次以上, 以保证成分的均与性. 由于合金锭在冶炼过程中的质量损失小于0.5%, 所以认为合金成分与名义成分一致.

利用带有能谱(EDS)的S-3400扫描电镜(SEM)研究合金的微观组织, 采用1610型电子探针(EPMA)分析合金中元素的成分, 并利用JEM-2010透射显微镜(TEM)研究不同合金中的微观结构和析出相. 由线切割机分别从不同合金锭上切割取尺寸为4 mm× 4 mm×6 mm的压缩试样, 试样所有截面在实验前均经800号砂纸机械磨光. 压缩实验在Gleeble 1500热模拟试验机上进行, 实验温度为室温和1273 K, 初始应变速率为1.0 ×10^{-3} s^{-1}. 高温压缩实验时, 在试样的中间位置焊接热电偶测量并控制温度, 控温精度在±2 K之间, 达到实验温度后, 保温20 s后开始压缩实验. 室温压缩实验样品压缩至断裂, 1273 K的实验样品压缩至35% (工程应变). 在均匀变形和体积守恒的假定下, 将自动记录的载荷-位移曲线转换为真应力-真应变曲线.

2 结果与分析

2.1 Zr的添加对显微组织的影响

图1给出不同Zr含量的Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf-xZr (A1~A4)合金的SEM像. 可以看到,

不同Zr含量的合金均由NiAl/Cr(Mo)共晶胞和共晶胞界的析出相组成. 共晶胞内黑色的NiAl基体和灰白色的Cr(Mo)呈菊花状, 由共晶胞中心向胞界生长. 相对共晶胞内细小的NiAl和Cr(Mo)层片, 共晶胞界的NiAl和Cr(Mo)相更为粗大, 白色析出相呈不规则形状在共晶胞界不连续分布, 如图1a所示. 添加0.3%Zr的合金, 其共晶胞平均尺寸约为30 μm, 相对无Zr添加合金共晶胞80 μm的平均尺寸明显细化, 且共晶胞内的NiAl/Cr(Mo)层片也略有细化. 当Zr添加量增加到0.5%, 共晶胞开始粗化, 平均尺寸约为40 μm, 但共晶胞界的NiAl和Cr(Mo)相呈现球化趋势, 且共晶胞界的白色析出相越来越多, 并形成近连续的网状, 如图1b和c所示. 根据成分分析结果(表1)可知, 这些白色相主要为Heusler相. 当Zr的添加量增加至1%时, 共晶胞进一步粗化, 平均尺寸约为50 μm, 而且合金中出现大量的球状和枝晶

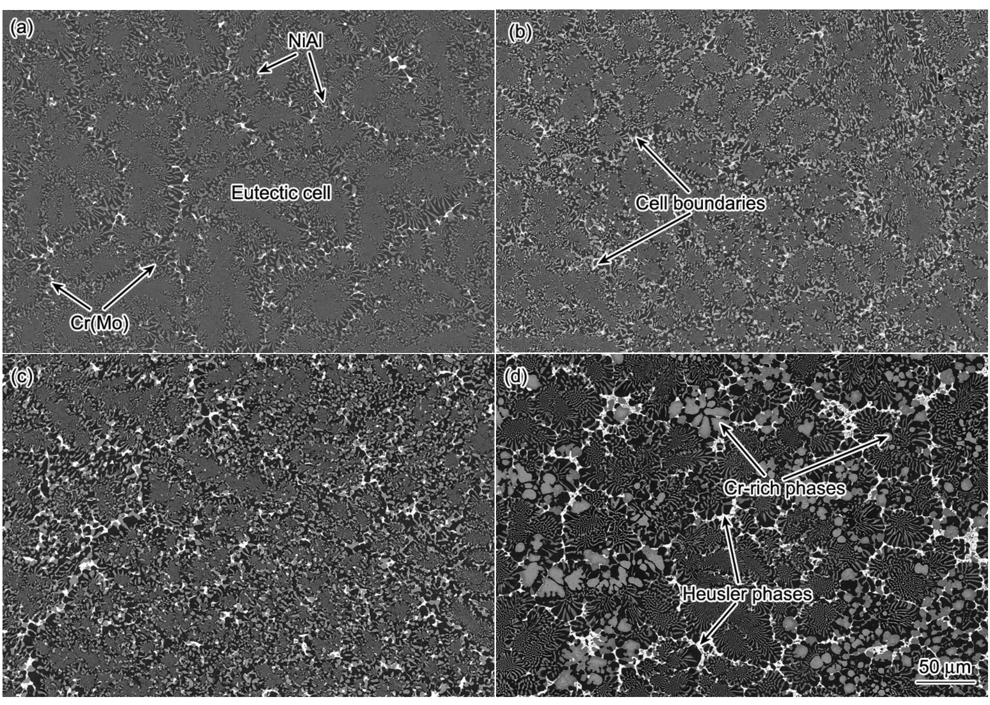


图1 Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf-*x*Zr (A1~A4)合金的SEM像

Fig.1 SEM images of Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf-*x*Zr alloys with *x*=0 (A1) (a), *x*=0.3 (A2) (b), *x*=0.5 (A3) (c) and *x*=1 (A4) (d)

表1 A1~A4合金中各相元素成分的EPMA分析结果

Table 1 Chemical compositions of phases in A1~A4 alloys by EPMA analysis

(atomic fraction / %)

Alloy	Phase	Ni	Al	Cr	Mo	Ti	Hf	Zr
Al	NiAl	46.74	45.56	4.01	0.98	2.18	0.53	0
	Cr(Mo)	8.04	9.53	70.62	11.73	0.06	0.01	0
	Heusler	45.12	24.81	4.48	2.12	4.40	19.07	0
A2	NiAl	47.17	45.70	3.51	0.53	2.11	0.42	0.56
	Cr(Mo)	7.13	10.94	68.46	13.26	0.09	0.01	0. 10
	Heusler	44.27	22.26	5.66	1.89	4.10	14.92	6.90
A3	NiAl	46.97	45.67	4.06	0.41	1.90	0.34	0.65
	Cr(Mo)	6.64	8.34	72.71	12.10	0.08	0.01	0.12
	Heusler	45.42	22.96	4.13	1.99	3.80	12.78	8.92
A4	NiAl	46.79	46.43	3.97	0.22	1.75	0.12	0.72
	Cr(Mo)	6.15	8.14	72.93	12.58	0.07	0.01	0.10
	Heusler	45.90	22.85	3.27	1.28	3.20	9.90	13.60

状的灰白色相, 半连续状分布在共晶胞界位置, 如图1d所示. 此外, 1%Zr的添加显著粗化了共晶胞内的NiAl/Cr(Mo)层片.

合金之所以发生这样的组织变化, 跟合金中Heusler相形成元素的总量有着直接的联系. 随着Zr的增加, 总的Heusler相形成元素由1.3%增加至2.3%, 且Zr具有更大的原子半径, 在NiAl和Cr(Mo)相中固溶度极低, 这意味着新增的Heusler相形成元素将主要位于晶界和相界. 表1所给出的合金中各相的成分也显示Hf和Zr在Cr(Mo)相中含量极低, 在NiAl相所固溶的量也较少, 这意味着在合金的凝固过程中, Hf和Zr将会被排挤到固液界面前沿, 进而增加固液界面前沿的过冷度, 加快NiAl和Cr(Mo)相的生长, 从而细化NiAl/Cr(Mo)共晶层片. 由于Hf和Zr在NiAl和Cr(Mo)相中的固溶度差异, 导致凝固过程中NiAl的生长速度略快, 使得在凝固后期的共晶胞界的组织相对共晶胞内粗化很多, 且这种现象随着Heusler相形成元素的增加越趋严重. 当Heusler相形成元素的总量达到2.3%时, 其形成Heusler相消耗较多的Ni, Al, 使得合金的成分偏离共晶点, 进而导致粗大富Cr相在合金中出现. 由于成分的偏离较小, 且富Cr相的析出消耗了过多的Cr元素, 所以NiAl/Cr(Mo)共晶仍然是合金的主要特征, 但是NiAl/Cr(Mo)共晶层片却相对其它合金略微粗大. 而合金成分的进一步分析发现, 随着Zr含量的增加, 合金中Heusler相中的Zr元素不断增加, Cr(Mo)相中的Ni, Al元素不断减少, NiAl相中的Mo含量也不断减少.

2.2 Zr的添加对析出相的影响

图2为无Zr和添加1%Zr合金的XRD谱. 由图可见, Heusler相Ni_2AlX (其中X代表Ti, Hf, Zr的混合物)峰增多增强, 这意味着添加的Zr元素在合金中主要以Heusler相的形式存在. 此外, Cr(Mo)相的部分峰发生了明显的增强, 根据SEM的观察结果, 这与其中大量的α-Cr相形成密切相关.

对A2合金共晶胞界的析出相的进一步观察发现, 这些析出相分为2种, 亮些的相呈多边形, 暗些的相呈不规则形状, 如图3a所示. 通过EDS分析发现, 相对亮些的相含有50%以上的Heusler相形成元素, 暗些的相则含有60%以上的Ni和Al. TEM观察进一步验证了共晶胞界的2种析出相Heusler相和(Ti, Hf, Zr)固溶体相(简称为(Ti, Hf, Zr)ss), 如图3b~d所示. 其中Heusler相为Ni_2AlX, 其具有立方晶界结构, 晶格常数为0.6810 nm, 属于$Fm3m$空间群; (Ti,

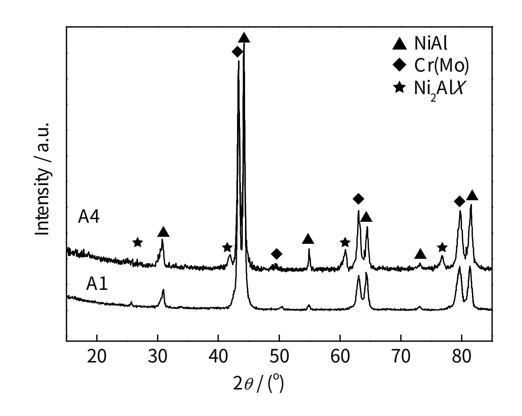


图2 A1和A4合金的XRD谱

Fig.2 XRD spectra of A1 and A4 alloys

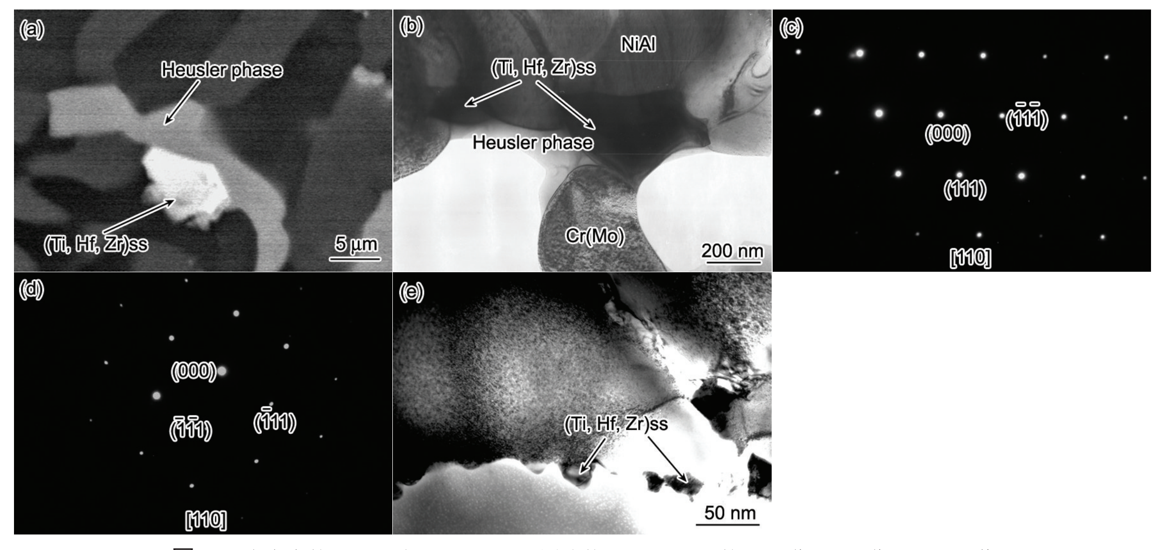


图3 A2合金中的Heusler相和(Ti, Hf, Zr)固溶体(Ti, Hf, Zr)ss的SEM像, TEM像和SAED谱

Fig.3 SEM image of Heusler and (Ti, Hf, Zr) solid solution (Ti, Hf, Zr)ss phases (a), TEM image of Heusler and (Ti, Hf, Zr)ss phases along A2 alloy phase boundary (b), SAED patterns of Heusler phase along [110] (c), (Ti, Hf, Zr)ss phase along [110] (d) and TEM image of fine (Ti, Hf, Zr)ss precipitates along phase boundary (e)

Hf, Zr)ss为立方晶体结构, 晶格常数为0.4400 nm, 属于 $Fm\bar{3}m$ 空间群. 尽管Heusler相和(Ti, Hf, Zr)ss相都为立方晶体结构, 但是并未发现2者的晶体取向关系. 从SEM和TEM的结果来看, 大块的Heusler相更多分布于共晶胞界位置, 细小的Heusler相颗粒则倾向于沿共晶胞内的NiAl/Cr(Mo)相界上析出; (Ti, Hf, Zr)ss相尺寸相对细小, 倾向于在相界位置析出, 如图3e所示.

对A1合金的TEM像观察发现, 合金共晶胞中心区的NiA/Cr(Mo)层片组织仍然非常的细小, 且可以看到相界上存在着一定的界面位错, 但在相界处没有发现析出相, 如图4a所示. 对共晶胞区NiAl相的观察发现, 其内部析出大量的细小豆瓣状 α-Cr颗粒, 尺寸在20 nm左右, 如图4b所示. 根据前期研究[23,24], 这种析出状态的颗粒与NiAl基体存在着共格关系, 其主要归因于NiAl和Cr(Mo)共同的立方晶体结构和相近的晶格常数. 除了细小的共格 α-Cr颗粒, NiAl相中还存在少量尺寸大且满布位错的富Cr析出相, 其同NiAl基体存在半共格关系, 这种相的形成或许是由NiAl相中Ti, Hf, Zr元素在其相界面富集所致[25]. 对共晶胞内的Cr(Mo)相的观察发现, 其中析出了大量的 β-NiAl颗粒, 尺寸在20 nm左右, 同Cr(Mo)相存在共格关系, 如图4c所示.

对A4合金的TEM像观察发现, 大量Zr的添加所带来整体Heusler相形成元素的增多, 进而导致Heusler相以不同的形态在NiAl相中析出, 如图5a所示. 在共晶胞界位置, 相对粗大的NiAl相中析出了方条状和球状为主的Heusler相, 尺寸在10~120 nm之间. 根据Li等[26]的研究, 大量Ti, Hf元素的存在会促进细小Heusler颗粒在NiAl相内的析出. 虽然本研究中Zr最大添加量为1%, 但Zr在NiAl和Cr(Mo)相中的固溶度都很低, 且Sheng等[27,28]的研究发现, 多种大原子元素的同时添加会相互促进其形成相在共晶胞界的析出. 因此, 可以看到A4合金中共晶胞界的Heusler相要显著多于0.5%Zr合金的, 除了多量的Zr所带来的Heusler相, 其所促使的Ti, Hf元素在共晶胞界的偏析也是原因之一. 因此, 后凝固的共晶胞界区域富集了大量的Ti, Hf, Zr元素, 其一方面提高了固液界面的过冷度, 促进了晶体的生长, 所以添加1%Zr的合金其共晶胞界仍然保持了更为完整的NiAl/Cr(Mo)层片组织, 不似添加0.5%Zr合金共晶胞界组织那么混乱. 另一方面, 大量Ti, Hf, Zr元素的富集导致了共晶胞界区域中NiAl相中Heusler相形成元素的过饱和, 所以在凝固后, 大量Heusler相从粗大NiAl相中析出. 对合金共晶胞内的NiAl和Cr(Mo)相观察发现, 其中的析出颗粒相对0.3%Zr合金有着显著区别, 如图5b和c所示. 在Cr(Mo)相出现了2种 β-NiAl颗粒, 一种尺寸较小, 为50 nm左右; 一种尺寸较大, 为300 nm左右. 无论哪一种析出颗粒, 其中都布满了界面位错. 在NiAl相内, 除了弥散析出的共格 α-Cr颗粒, 还有许多粗大半共格 α-Cr颗粒, 布满界面位错. 基于前面的分析, 这种半共格析出相的存在, 应部分归因于Ti, Hf, Zr元素在该区域的过饱和存在, 由此在NiAl和Cr(Mo)相造成了许多形核质点, 导致了部分 β-NiAl和 α-Cr析出相的析出和快速长大, 同时也会造成Ti, Hf, Zr析出相和基体界面的富集, 从而造成了大量界面位错的形成, 甚至布满整个析出相.

2.3 Zr的添加对压缩性能的影响

表2为不同Zr含量合金在室温和1273 K下的压缩性能. 可以看出, 不同Heusler相形成元素对合金的压缩性能产生了明显的影响. 相对于无Zr元素添加合金, Zr的添加提高了合金在室温和1273 K下的屈服强度和压缩强度, 但是降低了合金的压缩塑性. 随着Zr含量的增加, 合金的室温强度、室温压缩应变和高温强度都呈现出先增加后降低的趋势. 合金性能之所以呈现出这样的变化规律, 应归因于Zr添加所导致的组织变化. 根据近期NiAl基共晶

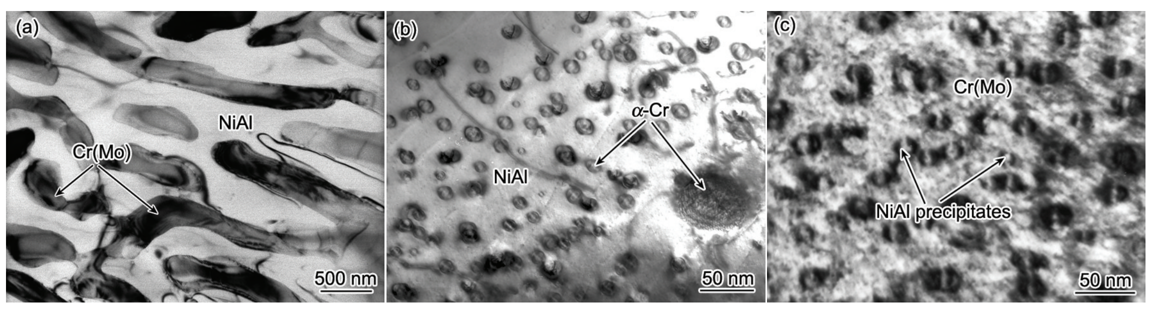


图4 A1合金的TEM像

Fig.4 TEM images of fine NiAl and Cr(Mo) lamellas in the center of eutectic cell (a), coherent and semi-coherent α-Cr precipitates in NiAl phase (b) and fine coherent NiAl precipitates in Cr(Mo) phase (c) in A1 alloy

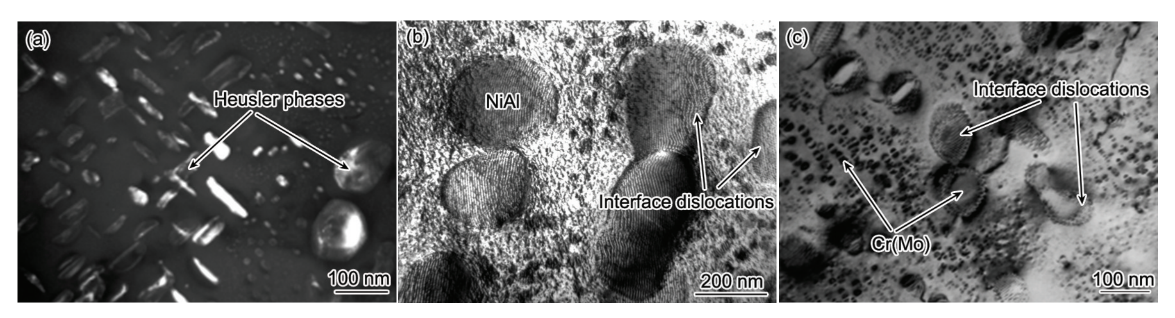


图5 A4合金中析出颗粒的TEM像

Fig.5 TEM images of Heusler phase precipitates in bulk NiAl phase along eutectic boundary (a), semi-coherent NiAl precipitates in Cr(Mo) phase (b) and coherent and semi-coherent α-Cr precipitates in NiAl phase (c) in A4 alloy

表2 A1~A4合金在室温和1273 K下的压缩性能

Table 2 Compressive properties of A1~A4 alloys at room temperature (RT) and 1273 K

Alloy	Temperature	Yield strength / MPa	Compressive strength / MPa	Compressive strain / %
A1	RT	1401	1739	17
	1273 K	330	420	>35
A2	RT	1485	1975	12
	1273 K	410	550	>35
A3	RT	1530	2265	16
	1273 K	440	575	>35
A4	RT	1494	1995	7
	1273 K	420	510	>35

合金的研究[29,30], 共晶胞界的组织形貌以及共晶胞内NiAl/Cr(Mo)层片的尺寸对NiAl基共晶合金性能有着重要的影响. 共晶胞内细小的NiAl/Cr(Mo)层片有利于合金室温强度的提高, 同时细的层片结构可以充分利用韧性相, 改善合金的压缩塑性. 而窄的共晶胞界区和细小不连续的强化相既有利于合金的强度, 也有利于合金的塑性, 但是共晶胞界相对粗化的NiAl和Cr(Mo)相有助于合金高温强度的提高. 基于以上的分析, 可以发现1%Zr的添加导致了合金共晶胞界形成了连续的Heusler相, 极大降低了合金的压缩塑性, 导致裂纹会在压缩变形初期即在共晶胞界区域快速扩展, 且共晶胞界粗大的富Cr相进一步恶化了合金的室温压缩塑性. 因此, 尽管1%Zr合金拥有连续规则的NiAl/Cr(Mo)共晶结构, 但是其性能并不是很好. 而0.5%Zr合金却拥有最佳的室温及高温性能搭配, 其应归因于共晶胞内细的NiAl/Cr(Mo)共晶层片、共晶胞界区合理的组织和不连续的Heusler相.

3 结论

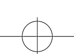
(1) 少量Zr的添加会显著细化Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf共晶合金的共晶胞尺寸, 同时细化共晶胞内的NiAl/Cr(Mo)层片. 随着Zr的增加, 共晶胞尺寸增大, 共晶胞界的NiAl和Cr(Mo)相进一步粗化, 共晶胞界的Heusler相呈半连续状分布. 1%Zr的添加粗化共晶胞内NiAl/Cr(Mo)层片和共晶胞尺寸, 导致球状及枝晶状富Cr相在共晶胞间区域析出, 并使Heusler相沿共晶胞界呈连续网状结构析出.

(2) Zr的添加导致粗大β-NiAl和α-Cr颗粒在Cr(Mo)和NiAl相中的析出, 且Heusler相形成元素在析出相界面的偏聚导致了大量界面位错的形成, 1%Zr的添加导致了Heusler颗粒在胞界NiAl相中的析出.

(3) 适量Zr的添加可提高Ni-33Al-28Cr-5.5Mo-1.0Ti-0.3Hf共晶合金的室温和高温压缩强度, 且几乎不降低其压缩塑性, 较多Zr的添加会降低合金的压缩塑性, 0.3%~0.5%是相对合理的添加量.

参考文献

[1] Ye H Q. *Met Powder Rep*, 1997; 51: 36
[2] Guo J T. *Ordered Intermetallic Compound NiAl Alloy*. Beijing: Sci-



ence Press, 2003: 104
(郭建亭. 有序金属间化合物NiAl. 北京: 科学出版社, 2003: 104)
[3] Miracle D B. *Acta Metall Mater*, 1993; 41: 649
[4] Sheng L Y, Xie Y, Xi T F, Guo J T, Zheng Y F, Ye H Q. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 8324
[5] Yang J M, Jeng S M, Bain K, Amato R A. *Acta Mater*, 1997; 45: 295
[6] Sheng L Y, Yang F, Xi T F, Zheng Y F, Guo J T. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2013; 23: 983
[7] Seemüller C, Heilmaier M, Haenschke T, Bei H, Dlouhy A, George E P. *Intermetallics*, 2013; 35: 110
[8] Sheng L Y, Yang F, Guo J T, Xi T F, Ye H Q. *Compos Part Eng*, 2013; 45E: 785
[9] Chen X F, Johnson D R, Noebe R D, Oliver B F. *J Mater Res*, 1995; 10: 1159
[10] Sheng L Y, Guo J T, Ren W L, Zhang Z X, Ren Z M, Ye H Q. *Intermetallics*, 2011; 19: 143
[11] Whittenberger D J, Noebe R D, Joslin S M, Oliver B F. *Intermetallics*, 1999; 7: 627
[12] Sheng L Y, Yang F, Guo J T, Xi T F. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2014; 24: 673
[13] Sheng L Y, Yang F, Xi T F, Lai C, Guo J T. *Mater Res Innov*, 2013; 17(suppl): S101
[14] Tang L Z, Zhang Z G, Li S S, Gong S K. *Trans Nonferrous Met Soc China*, 2010; 20: 212
[15] Sheng L Y, Zhang W, Guo J T, Ye H Q. *Mater Charact*, 2009; 60: 1311
[16] Golberg D, Sauthoff G. *Intermetallics*, 1996; 4: 253
[17] Hagihara K, Sugino Y, Umakoshi Y. *Intermetallics*, 2006; 14: 1326
[18] Sheng L Y, Guo J T, Zhou L Z, Ye H Q. *Mater Sci Eng*, 2009; A500:238
[19] Frommeyer G, Rablbauer R, Schäfer H J. *Intermetallics*, 2010; 18: 299
[20] Sheng L Y, Zhang W, Guo J T, Zhou L Z, Ye H Q. *Intermetallics*, 2009; 17: 1115
[21] Sheng L Y, Nan L, Zhang W, Guo J T, Ye H Q. *J Mater Eng Perform*, 2010; 19: 732
[22] Sheng L Y, Zhang W, Lai C, Guo J T, Xi T F, Ye H Q. *Acta Metall Sin*, 2013; 11: 1318
(盛立远, 章炜, 赖琛, 郭建亭, 奚廷斐, 叶恒强. 金属学报, 2013; 11: 1318)
[23] Chen Y X, Cui C Y, Guo J T, Li D X. *Mater Sci Eng*, 2004; A373: 279
[24] Shang Z, Shen J, Wang L, Du Y J, Xiong Y L, Fu H Z. *Intermetallics*, 2015; 57: 25
[25] Sheng L Y, Yang F, Xi T F, Guo J T, Ye H Q. *Mater Sci Eng*, 2012; A555: 131
[26] Li H T, Guo J T, Ye H Q. *Mater Sci Eng*, 2007; A452-453: 763
[27] Sheng L Y, Wang L J, Xi T F, Zheng Y F, Ye H Q. *Mater Des*, 2011; 32: 4810
[28] Sheng L Y, Yang F, Xi T F, Zheng Y F, Guo J T. *Intermetallics*, 2012; 27: 4
[29] Bei H, George E P. *Acta Mater*, 2005; 53: 69
[30] Sheng L Y, Guo J T, Xi T F, Zhang B C, Ye H Q. *Prog Nat Sci*, 2012; 22: 231

(责任编辑:罗艳芬)

